

2. Троицкий О.А., Сташенко В.И., Савенко В.С., Скворцов О.Б., Самуйлов С.Д., Правоторова Е.А., Терещук В.С. Воздействия импульсами тока и СВЧ- излучением на конструкционные материалы. Электродинамические и электрохимические эффекты в проводниках // М.: Издательство «Ким Л.А.», 2019. – 278 с.
3. Троицкий О.А., Сташенко В.И., Скворцов О.Б., Савенко В.С., Самуйлов С.Д., Терещук В.С., Зайцев С.В., Иванов А.М. Интенсивная пластическая деформация металла при токовых и СВЧ - воздействиях. Новые данные и закономерности // Изд-во «Ким Л.А.», М.: 2020. – 342 с.
4. Суркаев А.Л., Усачев В.И., Кумыш М.М. Исследование миллисекундного электрического взрыва металлических проводников // Письма в ЖТФ, т.37, вып.23, 2011. – С. 97–104
5. Батаронов И.Л. Механизмы электропластичности // Соросовский образовательный журнал, №10, 1999. – С. 93–99.
6. Montilla-Montaña C.A., Jaramillo-Blandón J.S., Rodríguez-Valencia A.F. Influence of metal turning assisted with high density current pulses on surface hardness in an AISI/SAE 1045 steel // Scientia et Technica Año XXIV, Vol. 24, No. 02, junio de 2019. – С. 205–211.
7. Zhichao Cai Study on the orientation detection of surface cracks by electromagnetic acoustic emission // International Journal of Distributed Sensor Networks. Vol. 15(4), 2019. – 11 p.
8. Demler E., Gerstein G., Dalinger A., Epishin A., Heidenblut T., Nürnberger F., Maier H.J. Influence of high current-density impulses on the stress-strain response and microstructural evolution of the single crystal superalloy CMSX-4 // Materials Research. Vol.21, n. 6, 2018. – P. 1–9.

#### ВЛИЯНИЕ ТИПА НАПОЛНИТЕЛЯ НА ТРИБОТЕХНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЕЧЁННОГО КОМПОЗИТА AL-20SN

*А.Л. Скоренцев, к.т.н., н.с., Н.М. Русин, к.т.н., с.н.с.*

*Институт физики прочности и материаловедения*

*Сибирского отделения Российской академии наук (ИФПМ СО РАН)*

*634021, г. Томск, просп. Академический, 2/4; тел. (3822)-28-69-62*

*E-mails: skoralexan@mail.ru; rusinnm@mail.ru*

**Аннотация:** В работе исследовано влияние твердых добавок на структуру и трибо-механические свойства спеченного сплава Al-20Sn. Установлено, что добавление частиц кремния заметно повышает его прочность и износостойкость при сухом трении по стали. Введение алюминидов железа также приводит к повышению прочности сплава, однако его износостойкость при этом практически не меняется по причине окружения твердых частиц мягкими оловянными прослойками.

**Abstract:** An effect of hard additives on the structure and tribo-mechanical properties of a sintered Al-20Sn alloy was investigated. It was found that the addition of silicon particles noticeably increases its strength and wear resistance under dry friction against steel. The addition of iron aluminides also increases the strength of the alloy. However, at the same time, its wear resistance practically does not change due to surrounding of the hard particles by soft tin interlayers.

**Ключевые слова:** алюминиевые сплавы, жидкофазное спекание, сухое трение, интенсивность изнашивания.

**Keywords:** aluminum-based alloys, liquid phase sintering, dry friction, wear intensity.

Введение. Подшипниковые сплавы системы Al-Sn хорошо зарекомендовали себя в качестве антифрикционных материалов [1, 2] и рекомендуются ГОСТ 14113-78 для применения в узлах трения машин. Наилучшими триботехническими свойствами среди данных сплавов обладает сплав АО 20, содержащий 20 % (масс.) Sn. Этот материал относительно мягок и используется как покрытие твердых подшипниковых вкладышей. Для того чтобы можно было использовать монометаллические вставки из сплавов системы Al-Sn, необходимо увеличить их несущую способность за счёт упрочнения алюминиевой матрицы. Однако сделать это не так просто, поскольку легирующие элементы при кристаллизации расплава неизбежно попадают в олово и существенно снижают его пластичность.

Следовательно, добавки должны не взаимодействовать с оловом и не образовывать хрупких переходных слоёв на границе с алюминиевой матрицей. В настоящее время в качестве износостойких добавок в алюминий используют керамические частицы типа оксидов или карбидов [3, 4]. Но они плохо смачиваются оловом и образуют с ним слабые адгезионные границы. В настоящей работе в качестве твердых добавок в сплав Al-20Sn использовались частицы кремния и алюминидов железа состава  $FeAl_3$ , которые хорошо себя зарекомендовали ранее при трении со смазкой [5, 6].

Целью настоящей работы было проведение сравнительных механических и триботехнических испытаний указанных выше композитов.

Материалы и методика эксперимента. Композиты для исследования были получены путём спекания порошковых смесей в вакуумной печи. Первая смесь была составлена из порошков олова марки ПО 2 и силумина Al-9Si, взятых в весовой пропорции 1:4, а вторая порошковая смесь содержала 8% железа марки ПЖ-4, 21% олова марки ПО 2 и порошки алюминия марки АСД-4 – остальное. В результате спекания в первом случае был получен композит состава (Al-9Si)-20Sn, именуемый далее KM20, и композит состава Al-8Fe-21Sn, именуемый далее KM21. Далее, спечённые образцы подвергались доуплотнению в закрытой пресс-форме при 250 °C и давлении около 300 МПа.

Механические испытания на сжатие проводили на машине Walter+ Bai AG LFM-125 со скоростью осадки 0,5 мм/мин. Испытания на сухое трение проводили по схеме «палец-диск» на триботестере фирмы «Tribotechnic» (France) при постоянной скорости скольжения 0,6 м/с в диапазоне давлений 1-5 МПа. Длина пути трения L составляла 500 м. Образцы были прямоугольной формы с торцевой поверхностью трения 2x2 мм. В качестве контртела использовался диск, изготовленный из малоуглеродистой стали, закалённой до твёрдости 47-50 HRC. Коэффициент трения определялся автоматически встроенным компьютером. Интенсивность изнашивания определяли по формуле:  $I_h = \Delta h/L$ , где  $\Delta h$  – укорочение образца после пути трения L.

Шлифы для металлографических исследований готовились путём шлифования поверхности наждачной бумагой с убыванием размера абразивных частиц, а затем на сукне с нанесённой алмазной пастой. Шлиф протравливался 4% раствором азотной кислоты в спирте. Исследования структуры проводили с применением предоставленных ЦКП «НАНОТЕХ» ИФПМ СО РАН (ЦКП ТНЦ СО РАН) оптического AXIOVERT-200MAT (Zeiss, Германия) и сканирующего электронного LEO EVO 50 (Карл Цейс, Германия) микроскопов.

Результаты и их обсуждение. Спекание смеси порошков олова с силумином проводили при температуре ниже плавления эвтектики Al-Si (577 °C) во избежание образования большого количества жидкой фазы. В противном случае имело место огрубление структуры и снижение механических свойств композита. Присутствие же только жидкого олова не позволяло получать спеканием материал с низкой пористостью и его приходилось доуплотнять в закрытом штампе.

Структура полученных спеканием композитов представлена на рис. 1. Видно, что для правильной оценки распределения элементов в композите необходимо использовать и оптический и электронный микроскопы, поскольку кремний и алюминий расположены в таблице Менделеева рядом. Из представленных фотографий видно, что часть алюминиевых зёрен претерпела перекристаллизацию через жидкие прослойки олова (рис. 1б). В результате содержащиеся в исходных порошинках силумина частицы кремния оказались на границах между зёрнами в окружении оловянной фазы (рис. 1в).

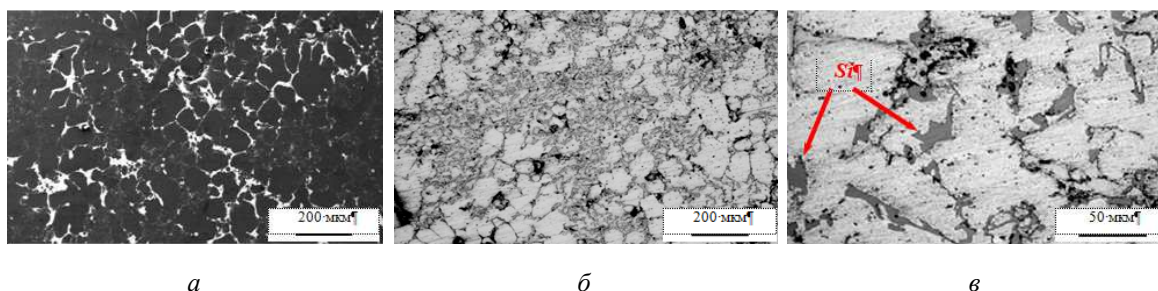


Рис. 1. Структура композита KM20 после спекания при 570 °C (1 ч) и последующего горячего доуплотнения в электронных (а) и оптических (б, в) лучах

Однако перекристаллизация была не полной, и композит содержал большое количество пор, которые снижали его механические свойства. Горячая допрессовка (ГД) спечённых образцов в закрытом штампе способствовала заполнению материалом значительной части содержащихся в них пор. Прочность KM20 на сжатие в результате такой обработки выросла практически вдвое, как это следует из кривых течения, приведённых на рис. 2. При этом спечённый при температуре выше точки плавления эвтектики (590 °C) KM20 имел меньший предел прочности из-за низкой пла-

стичности материала. Она снизилась по причине измельчения частиц кремния, более равномерного их перераспределения и сокращения длины свободного пробега дислокаций.

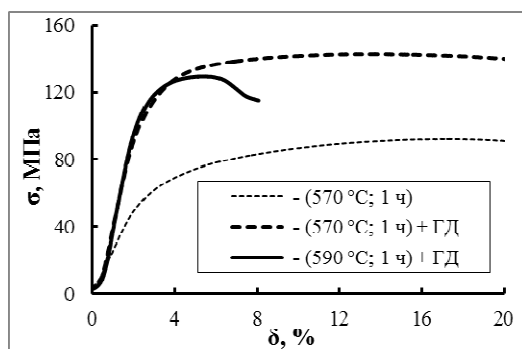


Рис. 2. Кривые сжатия спечённого при различных температурах в течение часа KM20 до и после горячего доуплотнения

Следствием снижения пластичности спечённых при 590 °C образцов стала их низкая износостойкость при сухом трении, уступающая по величине даже не подвергшемуся уплотнению спечённому при 570 °C композиту KM20 (Табл. 1). Тогда как после допрессовки интенсивность изнашивания более пластичных образцов понизилась дополнительно и стала ниже, чем у базового двухфазного сплава Al-20Sn.

Если износостойкость KM20 при подъёме температуры его спекания выше 570 °C ухудшалась, то износостойкость KM21, наоборот, улучшалась после нагрева до более высокой температуры. При этом фазовый состав такого композита был сформирован при более низкой температуре, и спекание при 570 °C и выше его не меняло. То есть,

спекание KM20 и KM21 проходило примерно в равных условиях: твёрдофазная алюминиевая матрица содержала твёрдые тугоплавкие частицы, а также включения жидкого олова. Однако трансформация частиц тугоплавкой фазы была разной. Так, частицы кремния при температуре более 577 °C растворялись в жидкой эвтектике Al-Si и выпадали в виде мелких частиц при её кристаллизации, снижая при этом пластичность композита. Тогда как частицы алюминидов, напротив, укрупнялись при повышении температуры спекания за счёт растворения мелких частиц и выпадения их атомов на поверхности с меньшей кривизной более крупных частиц (рис. 3).

Тем не менее, большое количество алюминидов не позволяет спекаемым прессовкам уплотниться до беспористого состояния. Образцы разрушались при малых степенях их осадки. Для снижения их пористости и повышения пластичности образцы спекались при 620 °C, а после обжимались в закрытом штампе. Обработка привела к повышению плотности и пластичности KM21. Образцы данного состава после допрессовки имели практически такую же прочность, как и KM20, спечённый при 590 °C (Табл. 2). Однако последний имел низкую пластичность, поэтому при сухом трении демонстрировал плохую износостойкость. Пластичность допрессованного KM21 была выше, чем у KM20, спечённого при 570 °C, но большинство упрочняющих частиц размещалось не в алюминиевой матрице, а было окружено мягким оловом в кластерах (рис. 3). Олово практически не упрочняется при деформации, поэтому KM21 слабее упрочнялся при больших деформациях.

Таблица 1

Влияние режима получения на интенсивность изнашивания исследуемых композитов при сухом трении по стали.

Состав	Режим получения	Интенсивность изнашивания $I_h$ , мкм/м			
		1 МПа	3 МПа	4 МПа	5 МПа
KM20	(570 °C; 1 ч)	0,13	0,21	0,30	0,41
	(570 °C; 1 ч) + ГД	0,11	0,16	0,26	0,30
	(590 °C; 1 ч) + ГД	0,18	0,28	0,34	0,42
Al-20Sn	(600 °C; 1 ч) + ГД	0,12	0,20	-	0,36
KM21	(570 °C; 1 ч)	0,16	0,32	0,52	0,59
	(570 °C; 1 ч) + ГД	0,16	0,28	0,40	0,46
	(620 °C; 1 ч) + ГД	0,12	0,22	0,32	0,36

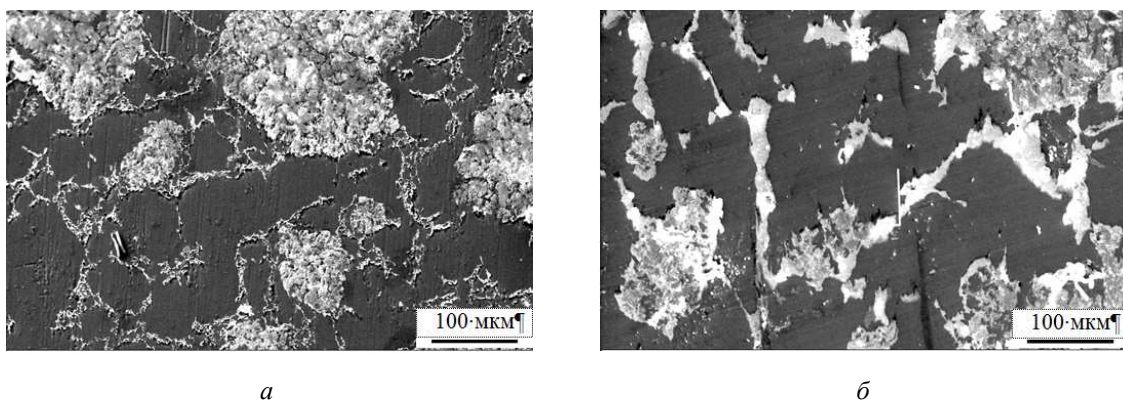


Рис. 3. Структура KM21, спечённого при 570 (а) и 620 (б) °C в течение часа

Таблица 2

Структурные характеристики и механические свойства спечённых KM20 и KM21 при испытаниях на сжатие.

Состав	Режим получения	Механические свойства				Плотность, г/см <sup>3</sup>	Пористость, %
		$\sigma_{0.2}$ , МПа	$\sigma_{-2}$ , МПа	$\sigma_B$ , МПа	$\delta$ , %		
KM20	(570 °C; 1 ч)	58	78	97	18	2,75	9,5
	(570 °C; 1 ч) + ГД	100	131	145	20	3,08	< 1
	(590 °C; 1 ч)	-	-	-	-	2,71	10,9
	(590 °C; 1 ч) + ГД	101	120	123	4,5	3,01	1,9
Al-20Sn	(600 °C; 1 ч) + ГД	66	80	100	> 30	3,08	< 1
KM21	(570 °C; 1 ч)	-	-	-	-	2,96	13,7
	(620 °C; 1 ч)	-	-	-	-	3,03	11,6
	(620 °C; 1 ч) + ГД	97	119	129	> 30	3,43	< 1

При сухом трении окружённые оловянной оболочкой твёрдые частицы плохо ею удерживались и слабо воспринимали нагрузку от поверхностных неровностей дорожки трения стального контртела. Как следствие, износостойкость KM21 была ниже, несмотря на хорошую их пластичность и прочность при испытаниях на сжатие. То есть, при сухом трении важной характеристикой является прочность на сдвиг, а также ударная вязкость композиционного материала.

Из проделанной работы можно сделать следующие выводы:

- спечённый при 570 °C и допрессованный при 250 °C композит состава (Al-9Si)-20Sn демонстрирует при сухом трении по стали более высокую износостойкость, чем базовый сплав Al-20Sn;
- композит с таким же (20 %) содержанием олова, но дополнительно легированный железом (8 %) после спекания и допрессовки демонстрирует при сухом трении износостойкость, равную базовому сплаву.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0006.

Список используемых источников:

1. Буше Н.А. и др. Подшипники из алюминиевых сплавов. М.: Транспорт, 1974, 256 с.
2. Liu X., Zeng M.Q., Ma Y., Zhu M. Promoting the high load-carrying capability of Al-20 wt% Sn bearing alloys through creating nanocomposite structure by mechanical alloying // Wear. 2012. V. 294-295. P. 387-394.
3. Asif M., Chandra K., Misra P.S. Development of aluminium based hybrid metal matrix composites for heavy duty applications // Journal of Minerals and Materials Characterization and Engineering. 2011. V. 10. N 14. P. 1337-1344.

4. Basavarsjappa S., Chandramohan G., Mukund K., Ashwin M., Prabu M. Dry sliding wear behavior of Al 2219/SiC-Gr hybrid metal matrix composites // Journal of Materials Engineering and Performance. 2006. V. 15(6). P. 668-674.
5. Русин Н.М., Савицкий А.П., Тушинский Л.И., Попелюх А.И. Механические и триботехнические свойства спечённых сплавов системы алюминий-железо // Перспективные материалы. 1998. N 4. С. 42-49.
6. Rameshkumar T., Rajendran I. Mechanical and tribological properties on Al-Sn-Si alloy-based plan bearing material // Tribology Transactions. 2013. V. 56. N 2. P. 268-274.

#### ВЛИЯНИЕ ТЕМПА НАГРЕВА НА ПРОЦЕСС ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО СИНТЕЗА В СИСТЕМЕ Ti-AL-C

*А.В. Собачкин<sup>1</sup>, а, к.т.н., А.Ю. Мясников<sup>1, 2</sup>, А.А. Ситников<sup>1</sup>, д.т.н., проф.  
<sup>1</sup>Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова  
656038, г. Барнаул, пр. Ленина 46, тел. 8 (3852) 29-08-15*

*<sup>2</sup>Институт химии твердого тела и механохимии Сибирского отделения  
Российской академии наук  
630128, г. Новосибирск, ул. Кутателадзе, 18  
E-mail: anicpt@rambler.ru*

**Аннотация:** В работе реализовали высокотемпературный синтез в системе Ti-Al-C с помощью индукционного нагрева на СВЧ-установке. СВЧ-установка позволяет изменять выходную мощность, в результате меняется темп нагрева порошковых реагентов. Мощности индуктора, обеспечивающей темп нагрева механокомпозитов на уровне 3 К/с, не хватает для того, чтобы синтез МАХ-фаз прошел в полном объеме. Поэтому для дальнейших исследований мощность индуктора была увеличена, чтобы обеспечить темп нагрева порошковой смеси на уровне 7,4...8,8 К/с. Дальнейшее увеличение мощности индуктора приводит к нестабильной реализации СВС.

**Abstract:** In this work, we implemented high-temperature synthesis in the Ti-Al-C system using induction heating on a microwave installation. The microwave installation allows you to change the output power, as a result, the heating rate of the powder reagents changes. The power of the inductor, which provides the heating rate of the mechanocomposites at the level of 3 K/s, is not enough for the synthesis of the MAX-phases to take place in full. Therefore, for further research, the power of the inductor was increased to ensure the heating rate of the powder mixture at the level of 7.4...8.8 K/s. Further increase in the power of the inductor leads to an unstable implementation of the SHS.

**Ключевые слова:** самораспространяющийся высокотемпературный синтез, механическая активация, МАХ-фазы, темп нагрева.

**Keywords:** self-propagating high-temperature synthesis, mechanical activation, MAX-phases, heating rate.  
Введение

На сегодняшний день перспективно использовать материалы и покрытия на основе МАХ-фаз в производстве неохлаждаемых узлов газотурбинного двигателя (например, лопатки, ротор, сопло); высокотемпературной фурнитуры; термо- и коррозионностойких покрытий; деталей узлов трения нефтепогружных насосов и др.

Особое внимание уделяется МАХ-фазам, в состав которых входит Ti [1]. В частности, Ti<sub>3</sub>AlC<sub>2</sub> является единственной керамикой, которая обладает некоторой пластичностью при сжатии при комнатной температуре, поэтому получению МАХ-фаз в системе Ti-Al-C стоит уделить особое внимание.

Большинство известных способов получения МАХ-фаз в системе Ti-Al-C имеют определенные недостатки. Материалы на основе МАХ-фаз получают различными способами, но их главные недостатки – значительное количество трудоемких и длительных технологических операций [2].

Альтернативным способом получения МАХ-фаз является самораспространяющийся высокотемпературный синтез (СВС). СВС позволяет снизить количество операций по получению целевого продукта, а также уменьшить затраты энергии [3, 4].

Однако, при синтезе МАХ-фаз системы в системе Ti-Al-C традиционными методами СВС имеется ряд проблем, связанных с тем, что продукт реакции не контролируется и полученные соединения являются полифазными, что значительно ухудшает эксплуатационные характеристики материалов и покрытий на их основе. В этой связи актуальным является вопрос получения монофазного продукта синтеза.

Одним из способов целенаправленного воздействия на порошковую смесь для СВС является механическая активация (МА), позволяющая реализовать идеальный контакт между реагентами